

鋼の超塑性挙動に及ぼす炭素含有量の影響

九州大学 工学部 材料工学科

助手 荒牧正俊

(平成3年度奨励研究助成 AF-91029)

1. 研究の背景

超塑性に関する研究は1960年代から精力的に行われており、近年では実用的観点から開発研究も含めますます盛んになっている。こうした中で超塑性成形利用拡大における問題点の一つは超塑性発現の温度が高いことである。Salama⁽¹⁾はAl-10Mg合金において従来のAl合金の超塑性の温度が500°C前後にあるのに対し300°Cという比較的低い温度でも十分超塑性と認められる挙動を示したと報告しているがそこまでにとどまっている。またひずみ速度が遅いことも問題である。典型的な超塑性発現のひずみ速度は $10^{-4} \text{ s}^{-1} \sim 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 程度で通常の加工速度の1/100以下である。これらの問題点を改善するためには結晶粒のさらなる微細化が必要であり、加工熱処理や材料作製法の改良が行われている。しかしながら、アルミニウム合金を除いては超塑性の低温化や高速度化は遅れているのが現状である。また鉄系の合金は非鉄系に比べこうした方面からの研究はほとんどない。本研究は鋼について超塑性の高速度化・低温化に必要な基礎的知見を求めたものである。

2. 研究の目標

低炭素鋼、高炭素鋼それぞれの超塑性に関するこれまでの報告を総括すると炭素含有量が増加すると超塑性伸びは増加する傾向があるように思われる。また炭素含有量が増加すると超塑性発現の温度は低くなり、そのひずみ速度は大きくなるようである。しかし、炭素含有量に注目して超塑性挙動を系統的に調査した研究は見当たらない。著者らよこれまで一般構造用鋼であるクロムモリブデン鋼の超塑性

性能の向上を試みた結果、チタンとボロンの複合添加が超塑性伸びの向上に有効であることを見いだしている⁽²⁾。そこで本研究ではこれをもとに炭素含有量の異なる鋼を作製し、その超塑性挙動(温度、ひずみ速度依存性)及び組織(結晶粒径や炭化物の析出状況)を調査し、炭素量の影響について検討することを目的とした。

3. 実験方法

3.1 引張試験片の作製

真空溶解法によりクロムモリブデン鋼(SCM415, C=0.15wt%)にチタンとボロンの定量添加及び炭素の適宜添加を行った。試料鋼の化学成分を表1に示す。炭素含有量(以下C量と記す)は0.24, 0.37, 0.57, 0.66, 0.83wt%であり、C量の少ないものからC1鋼、C2鋼、C3鋼、C4鋼、C5鋼とした。更にC3鋼は2種類の結晶粒微細化の加工熱処理を行ったのでそれぞれC3a、C3b鋼とした。C1鋼、C2鋼、C3鋼、C4鋼については図1(a)に示すような加工熱処理

表1 試料鋼の化学成分 (wt%)

	C1鋼	C2鋼	C3a鋼 C3b鋼	C4鋼	C5鋼
C	0.24	0.37	0.57	0.66	0.83
Si	0.28	←	←	←	←
Mn	0.80	←	←	←	←
P	0.018	←	←	←	←
S	0.002	←	←	←	←
Cr	0.96	←	←	←	←
Mo	0.15	←	←	←	←
O	41	←	←	←	←
N	27	←	←	←	←
Ti	0.18	←	←	←	←
B	0.005	←	←	←	←

(注): 但し、O, Nの単位はp.p.m

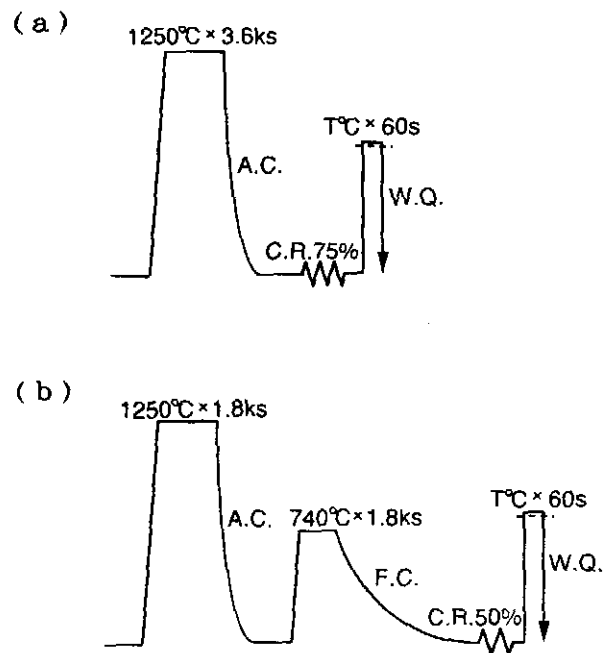


図1 結晶粒微細化のための加工熱処理図
(b)はC3b鋼, C5鋼に適用

を施し図2に示すような板状の引張試験片（標点間距離16mm）とした。なおC量が0.57wt%以上の鋼では加工熱処理の冷間加工の段階で割れを生じたためC3b鋼、C5鋼については図1(b)に示すような炭化物の球状化処理を導入した加工熱処理とした。

3.2 高温引張試験

引張試験はクロスヘッド速度一定とし、640℃～800℃の温度範囲及び $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1} \sim 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ の初期ひずみ速度で行い、引張破断伸びと最大流動応力（最大荷重での応力とした）を求めた。なお引張試験中は酸化防止のため、(Ar + H₂) 混合ガス雰囲気中で行った。

3.3 熱膨張試験

熱膨張試験機を試作し、各試料鋼の変態点温度（A₁点）を測定した。なお熱膨張試験の昇温速度は変態にかかる時間を考慮して $5 \text{ }^\circ\text{C min}^{-1}$ とした。

3.4 組織観察

高温引張試験により破断させ、直ちに水冷した試料のつかみ部及び破断部についてSEMを用いて組織観察を行った。得られたSEM写真から母相 α の結晶粒径（以下、 α 粒径という）を求めた。ここで、結晶粒径とは個々の結晶粒の縦・横方向長さの平均値とした。更に画像解析装置により炭化物の面積率（%）を求めた。

4. 実験結果

4.1 高温引張試験

C1鋼、C2鋼、C3a鋼、C4鋼の破断伸び及び最大流動応力の温度依存性を図3(a)～(d)に示す。また図中の破線は変態点温度を測定した結果を示す。変態点温度はいずれの鋼も760～764℃とほぼ同一であった。

C1鋼では温度720℃、初期ひずみ速度 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ のとき最大伸び356%が得られた。C1鋼の場合このひずみ速度以外では大きな超塑性伸びは得られなかった。C2鋼では700℃、 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ のとき最大伸び469%が得られた。こ

の $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ と $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ のひずみ速度では680℃～710℃の間で目立った伸びのピークを持たず350%以上の大きな伸びを示した。C3a鋼では710℃、 $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ のとき最大伸び644%が得られた。これは今回用いた鋼の中で最も大きかった。この鋼では $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ や $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ といった比較的速いひずみ速度で500%以上の大きな超塑性伸びが得られた。C4鋼では720℃、 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ のとき最大伸び550%が得られたが、C3a鋼より小さな伸びにとどまった。C4鋼では加工熱処理の冷間加工の段階で微細な割れが生じたものがあり、このことが大きな伸びが得られなかった原因であることがわかった。

以上の結果をまとめると最大伸びの温度は700～720℃で、C4鋼を除いてはC1鋼、C2鋼、C3a鋼とC量が増加すると最大伸びの絶対値は大きくなり、そのひずみ速度は速くなることがわかった。一方、最大流動応力は各試料鋼とも最大伸びが得られた温度付近で谷となり、その値は約 $2 \text{ kgf} \cdot \text{mm}^{-2}$ でありひがみ速度によらず一定の値を示した。

次に球状化処理を導入したC3b鋼、C5鋼の破断伸び及び最大流動応力の温度依存性を図3(e),(f)に示す。C3b鋼では680℃、 $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ のとき最大伸び466%が得られた。C5鋼では730℃、 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ のとき最大伸び516%が得られた。C3b鋼、C5鋼とC量が増加すると最大伸びは大きくなった。しかしながら、その温度は高く、ひずみ速度は遅くなった。また最大伸びが得られた温度付近で最大流動応力は谷となり、この点は球状化していない場合と同様であるが、そのレベルはひずみ速度が速いほど大きな値であった。

C量のほぼ等しいC3a鋼とC3b鋼を比較すると、球状化を導入したC3b鋼の方が最大伸びは小さくなった。またそのひずみ速度は遅く、温度は低くなった。最大流動応力は両鋼とも最大伸びが得られた温度付近でほとんど同じ値となった。

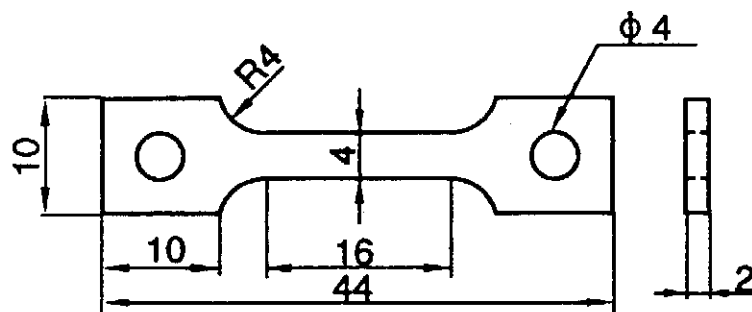


図2 引張試験片の形状

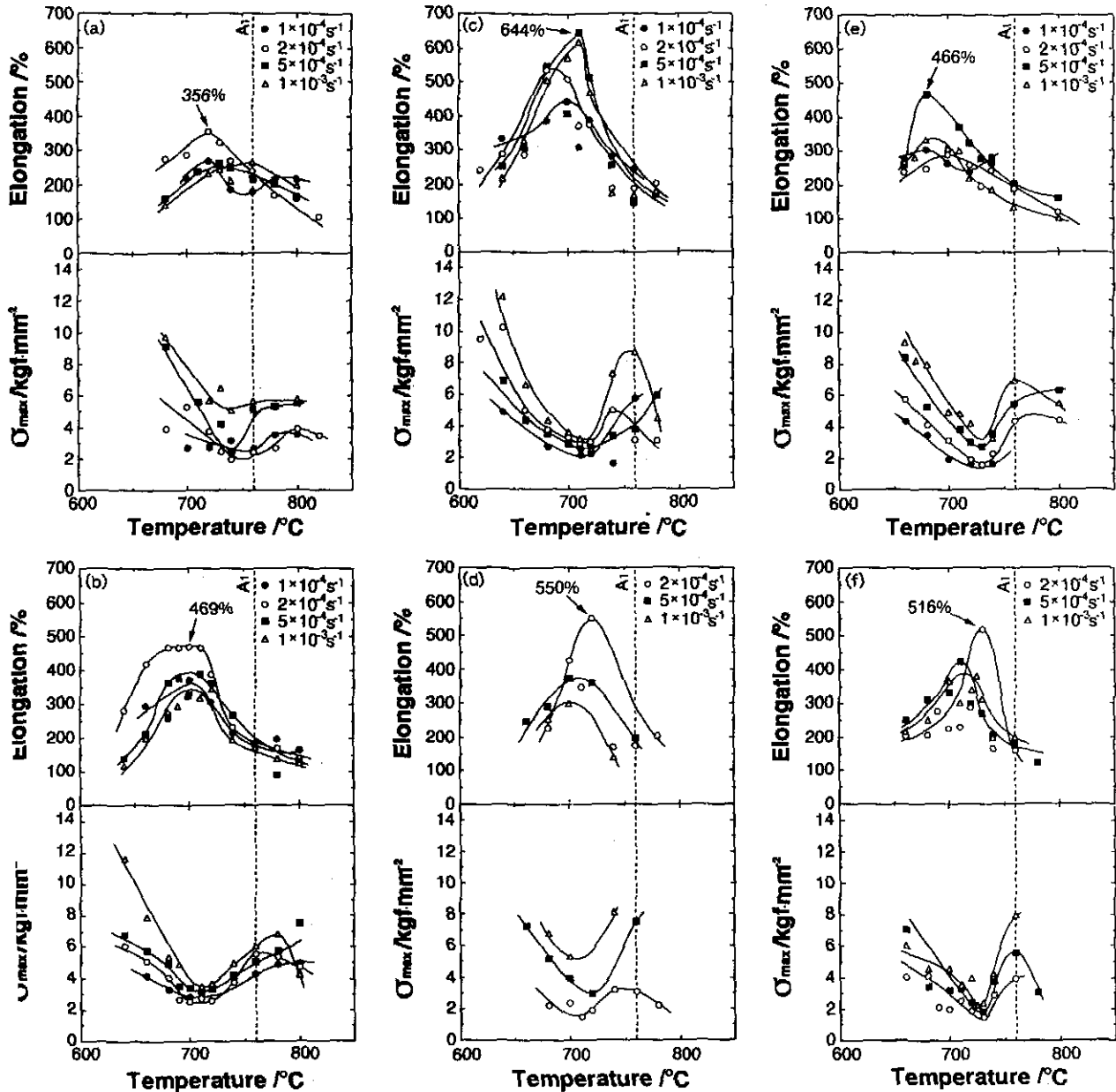


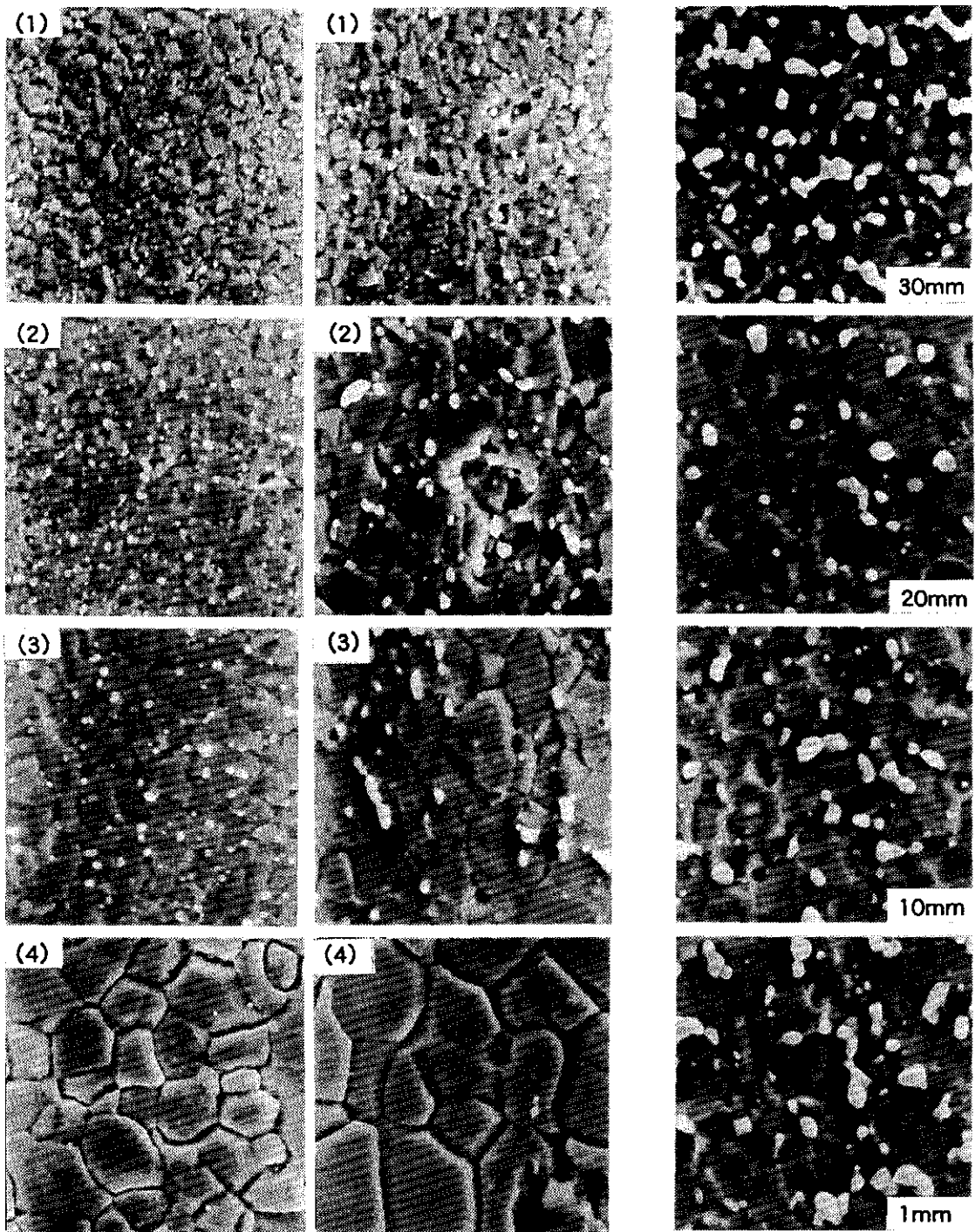
図3 各鋼の破断伸びと最大流動応力の温度依存性
 (a) C1鋼 (b) C2鋼 (c) C3a鋼
 (d) C4鋼 (e) C3b鋼 (f) C5鋼

2.2 組織観察

C2鋼を種々の温度で引張破断させた試料のつかみ部と破断部の組織観察結果を写真1に示す。母相 α 粒はつかみ部と破断部とで比較すると、いずれの温度においても破断部の方が大きく、ひずみ誘起粒成長が見られた。つかみ部の α 粒径は低温の640°Cでは $1.2 \mu m$ と微細であるが、温度が高くなるほど粗大化し A_1 点より高い800°Cでは炭化物が α 相中に固溶するとともに、 α 粒はさらに粗大化していた。また最大伸びが得られた700°Cでは伸び値が大きいにもかかわらず、ひずみ誘起粒成長は比較的小さかった。これら

のことは他の鋼においても同様であった。

C5鋼を引張破断させた後の試験片各部の組織観察を行った結果を写真2に示す。この引張条件では破断点より20mmの場所で最も α 粒が大きくなっている。他の鋼では破断点に近い場所ほど、すなわちひずみを多く受けた所ほど粒径は大きかったが、C5鋼ではこのように粗大となった所で破断せず、粒径の小さい場所が破断点となる場合があった。この現象は最大伸びを示した730°C前後の温度においてしばしば見られた。



つかみ部

6.0μm

破断部

6.0μm

写真1 C2鋼引張破断後の組織

(1) 640°C 281% (2) 700°C 469%

(3) 740°C 219% (4) 800°C 138%

$\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$

引張方向：紙面上下方向

写真2 C5鋼引張破断後の各部の組織

(数字は破断点からの距離)

$T=730^\circ\text{C}$ $\dot{\epsilon} = 2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ $EL=516\%$

各鋼の最大伸びが得られたときのつかみ部及び破断部の α 粒径を測定した結果は図4に示す。各鋼とも α 粒径はつかみ部では $1.2\mu\text{m}\sim 1.5\mu\text{m}$ と同程度あるが、破断部では $2.0\mu\text{m}\sim 2.8\mu\text{m}$ と大きかった。この α 粒粗大化の程度はC1~C3a鋼まではC量とともに小さくなる傾向を示したが、C4鋼とC5鋼では大きかった。

次に各鋼の破断部の炭化物面積率を測定した結果を図5に示す。いずれの鋼も炭化物面積率は $700\sim 720^\circ\text{C}$ で最大を示し、その絶対値はC量の多い鋼ほど大きかった。そして炭化物面積率が最大となる温度は最大伸びの温度とほぼ一致していた。

5. 考 察

各試料鋼の最大伸びと最大流動応力についてまとめたものを図6に示す。ここでC3a鋼とC3b鋼は炭素含有量は等しいが結晶粒微細化の加工熱処理が異なるため伸び値に差が出たものと考えられる。C量が $0.57\text{wt}\%$ までは図1(a)に示すような加工熱処理を適用することができ、この範囲においては高炭素鋼ほど最大伸びは大きくなった。また図3で示したように最大伸びはC3b鋼において最も高いひずみ速度で得られた。このことから超塑性性能向上に最適の炭素含有量は約 $0.6\text{wt}\%$ といえる。しかしながらC量が $0.6\text{wt}\%$ 以上では加工熱処理を変更したにもかかわらず、伸び値は低下した。またC3bからC5鋼とC量を増すと、最大伸びのひずみ速度は低速側、温度は高温側となり、C1鋼~C3a鋼までの挙動とは異なる。このようなことからC量が $0.6\text{wt}\%$ 以下の場合と $0.6\text{wt}\%$ 以上で炭化物を球状化した場合とは超塑性の機構は異なると推察されるので別々に考察することにする。ただし先に述べたように、加工熱処理で割れが入ったC4鋼はこの考察では議論しない。

図1(a)の加工熱処理を施したC1鋼、C2鋼、C3a鋼はいずれも $700\sim 720^\circ\text{C}$ の間で最大伸びが得られた。またこの温度付近で炭化物面積率は最大となっていた(図5)。このことから炭化物のピン止め効果により母相 α の粒成長が抑制され、最大伸びが得られたと考えられる。すなわち微細結晶粒ほど粒界面積も多くなるので、超塑性の粒界すべりの頻度が増すと予想される。これに対し 660°C 以下の温度では α 粒径は小さいものの伸び値は低下し、最大流動応力は高かった。これは温度が低いため粒界すべりの際の応り緩和機構がうまく作用できなかったからであろう。この応力緩和機構は粒界すべりにより生じるのであろう空孔(キャビティ)を発生させないようにするものとされている³⁾。これには転位の運動や物質の移動を伴うであろうから 5 程度以上の高温が必要と思われる。しかし 740°C 以上の温度でも伸び値は低下した。これは写真1で示したように、高温側では炭化物の粗大化や母相への固溶が起こるの(炭化物によるピン止め効果が無くなり α 粒の粒成長速度

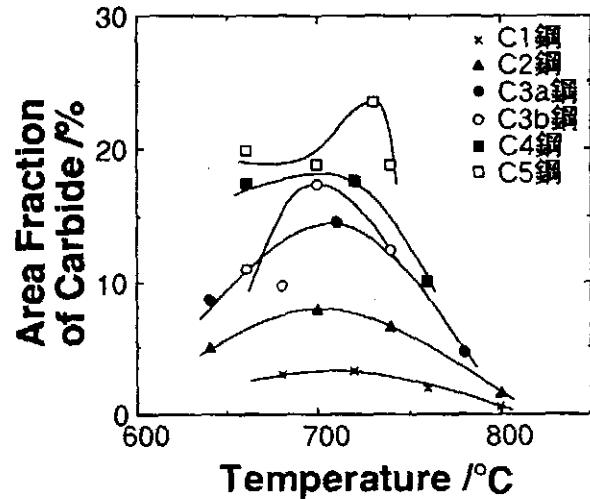


図4 各鋼の引張破断後のつかみ部と破断部の α 粒径

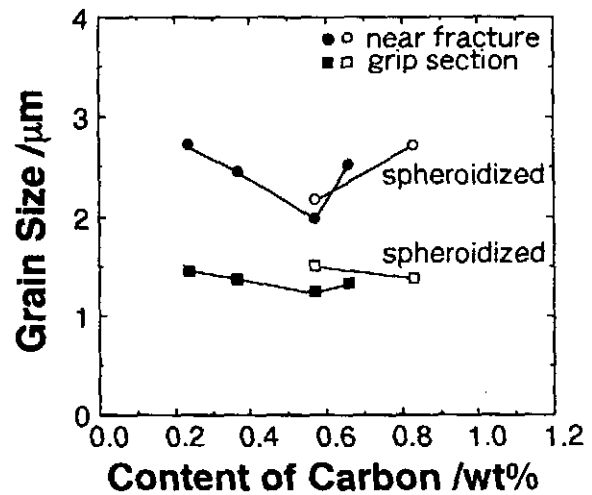


図5 各鋼の引張破断部の炭化物面積率の温度依存性

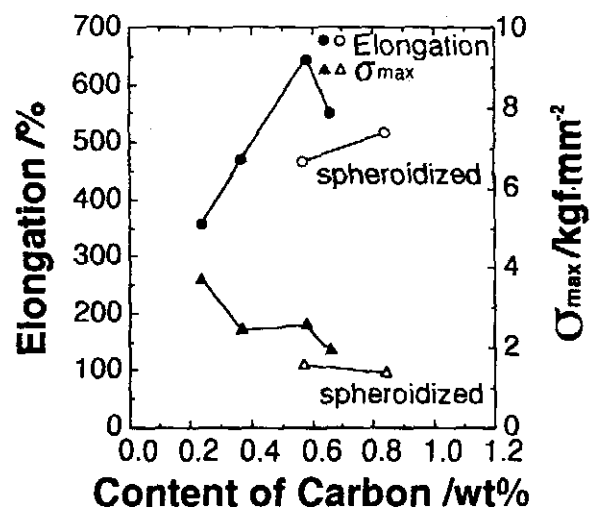


図6 各鋼の最大伸びと最大流動応力

が大きくなるからであろう。以上のことから (α +炭化物) 温度域での超塑性発現は炭化物面積率が最大となる 700~720°C で最も顕著になったと理解される。また同じ温度であれば炭素含有量の多い鋼ほど炭化物量も多くなるので高炭素鋼ほど超塑性伸びも大きくなったと推察される。

球状化を施した C3b 鋼では最大伸びが得られた温度が 680°C と発現温度が低くなっている。炭化物面積率もこの温度付近で最大であったことから、炭化物により α 粒の粒成長が抑制され伸びが大きくなったのであろう。また 660°C 以下や 740°C 以上で伸び値が低下したのも球状化を施さなかったものと同様の理由であると思われる。

これに対し C5 鋼では最大伸びが得られた温度は 730°C と高く、そのひずみ速度は遅くなった。また写真 2 で示したようにこの鋼においてはひずみを多く受けた破断点での粒径が小さくなる場合があった。このことから C5 鋼のような高炭素鋼においては変形の途中で何らかの特異な動的再結晶が起こり α 粒が微細になることが大きな伸びに結びついたのであろうが、その詳細は現段階では明らかでない。

6. 今後の課題

- (1) C 量が 0.6wt% 以上の鋼では加工が困難になるため炭化物の球状化を行ったが最大伸びは増加せず、そのひずみ速度も遅くなった。炭化物をより微細に析出させると超塑性性能は向上すると考えられるので、そのような加工熱処理を検討する必要がある。
- (2) C5 鋼のような高炭素鋼での変形機構は C1 鋼~C4 鋼のような亜共析鋼と異なると思われるので調査する必要がある。

7. まとめ

- (1) 最大伸びはいずれの鋼も 680~730°C で得られ、(α +炭化物) の温度域であった。
- (2) C 量が 0.57wt% の C3a 鋼がすべての試料鋼の中で最も速いひずみ速度 ($5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) で最大伸び 644% が得られた。
- (3) 炭化物は母相 α 粒成長に対しピン止め効果を有し、伸びの向上に有利に作用すると考えられる。
- (4) C 量が 0.6wt% 以上の鋼では炭化物の球状化を施す必要があった。しかし超塑性伸びは増加せず、そのひずみ速度も遅くなった。現段階では鋼の超塑性に最適な炭素含有量は約 0.6wt% といえる。

終わりに、本研究は財団法人天田金属加工機械技術振興財団の研究助成金によって遂行できたことを付記し謝意を表します。

参考文献

- 1) A. Salama : Ph.D Dissertation, U.S. Naval Postgraduate School, Monterey, CA. (1987).
- 2) 津島健次・荒牧正俊・小野寺龍太 : 塑性と加工, 31 (1990), 652.
- 3) Kashyap, B.P., and Mukherjee, A.K. : "Superplasticity" Ed. by Baudalet, B. and Suery, M., CNRS, Paris (1985), 4.1.